

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-259464

(43)Date of publication of application : 29.09.1998

---

(51)Int.Cl. C22F 1/05  
C22C 21/02  
// C22F 1/00  
C22F 1/00  
C22F 1/00  
C22F 1/00  
C22F 1/00

---

(21)Application number : 09-085778 (71)Applicant : MITSUBISHI ALUM CO LTD

(22)Date of filing : 19.03.1997 (72)Inventor : OHORI KOICHI  
SAI KI  
SAITO HIROSHI

---

### (54) PRODUCTION OF ALUMINUM ALLOY SHEET FOR FORMING

#### (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce an Al alloy sheet excellent in press-formability, ductility, strength and baking hardenability by casting an Al alloy having a specified compsn. composed of Mg, Si, Cu, Fe and Al at a specified cooling rate or above, executing cold rolling, thereafter heating it at a specified temp. in a solution treating stage and executing rapid-cooling within specified time.

SOLUTION: An alloy contg., by weight, 0.30 to 0.70% Mg, 0.80 to 2.00% Si, 0 to 0.50% Cu and  $\leq 0.30\%$  Fe, contg. 0.10 to 0.50% Mn according to desire, and the balance Al with inevitable impurities is solidified at a cooling rate of  $\geq 150^\circ\text{C}/\text{sec}$ , and while hot rolling is executed, it is cast. Then, this Al alloy is subjected to cold rolling to regulate its sheet thickness into prescribed one. At the time of subjecting the obtd. Al alloy sheet to solution treatment, this is heated at 520 to 560°C preferably at a temp. rising rate of about  $\geq 10^\circ\text{C}/\text{sec}$ , and within 30 sec after it reaches this temp., cooling is executed at the cooling rate of that in forced air cooling or above. The maximum dimensions of insoluble intermetallic compounds in the Al alloy are regulated to  $\leq 1.0\ \mu\text{m}$ , and the quantity of the elements to enter into solid solutions is also increased.

---

#### LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 05.04.2002

[Date of sending the examiner's decision of

rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 ( J P )

(12) 公開特許公報 ( A )

(11) 特許出願公開番号

特開平10-259464

(43) 公開日 平成10年(1998)9月29日

(51) Int.Cl. <sup>9</sup>	識別記号	F I	
C 2 2 F 1/05		C 2 2 F 1/05	
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02	
// C 2 2 F 1/00	6 3 0	C 2 2 F 1/00	6 3 0 K
	6 3 1		6 3 1 Z
	6 8 1		6 8 1

審査請求 未請求 請求項の数 3 F D (全 7 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願平9-85778	(71) 出願人	000176707 三菱アルミニウム株式会社 東京都港区芝2丁目3番3号
(22) 出願日	平成9年(1997)3月19日	(72) 発明者	大堀 敏一 静岡県裾野市平松85番地 三菱アルミニウム株式会社技術開発センター内
		(72) 発明者	崔 ▲ 祺 ▼ 静岡県裾野市平松85番地 三菱アルミニウム株式会社技術開発センター内
		(72) 発明者	齊藤 洋 静岡県裾野市平松85番地 三菱アルミニウム株式会社技術開発センター内
		(74) 代理人	弁理士 横井 幸喜

(54) 【発明の名称】 成形加工用アルミニウム合金板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 自動車ボディシート材として好適な、強度、成形性等に優れたAl-Mg-Si系合金板を得る。

【解決手段】 Mg, Si, Mnなどの含有量が規定されるAl-Mg-Si系合金溶湯を、150℃/sec以上の凝固速度で連続鋳造し、冷間圧延により所定の板厚とした後、520℃~560℃で溶体化処理を行い、30秒以内に急冷する。

【効果】 高強度を有し、深絞りなどを含めたプレス成形性、延性に優れたAl-Mg-Si系合金板が得られる。

## 【特許請求の範囲】

【請求項 1】 重量%で、Mg：0.30～0.70%、Si：0.80～2.00%、Cu：0～0.50%、Fe：0.30%以下を含有し、残部がAlおよび不可避不純物からなるAl合金を150℃/秒以上の冷却速度で鋳造し、その後冷間圧延を経て、溶体化処理工程において、520℃～560℃の温度域に加熱し、該温度域に到達後30秒以内に強制空冷以上の冷却速度で冷却することを特徴とする成形加工用アルミニウム合金板の製造方法

【請求項 2】 Al合金には、成分としてさらに重量%で、Mn：0.10～0.50%を含有することを特徴とする請求項1記載の成形加工用アルミニウム合金板の製造方法

【請求項 3】 溶体化処理後の不溶性金属間化合物の最大寸法が実質的に1.0μm以下であることを特徴とする請求項1または2に記載の成形加工用アルミニウム合金板の製造方法

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車ボディシート材に適した成形性および延性に優れた成形加工用アルミニウム合金板の製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】従来、自動車ボディシート材としては冷延鋼板が広く採用されてきたが、近年環境への汚染を配慮して自動車の排ガス量の低減が一段と厳しく要求され、自動車の軽量化が一層進められているため、ボディシート材にもより軽量の材料の使用が望まれている。ところで、アルミニウム合金板は、冷延鋼板より軽量で強度が高い上に、成形性、塗装焼付き硬化性も良好であり、自動車ボディシート材への応用が急速に高まっている。従来、上記アルミニウム合金板に使用される成分としては、Al-Mg系合金やAl-Mg-Si系合金が提案されているが、Al-Mg系合金は焼付塗装後に強度が低下するという問題がある。一方、Al-Mg-Si系合金では、このような問題は少ないものの、鋼板に比べれば、成形性および延性が劣っているという問題がある。このため、Al-Mg-Si系合金において、金属間化合物の最大サイズを規制することにより成形性を向上させたアルミニウム合金も提案されている（特開昭62-207851号）。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかし、上記合金においても成形性、特に曲げ加工性、深絞り性の改善は充分ではなく、より成形性の向上したアルミニウム合金板の開発が望まれている。従来、自動車ボディシート材等に使用される成形加工用アルミニウム合金板は、半連続鋳造法などによって製造した鋳塊に、均質化処理、面削、熱間圧延、冷間圧延、中間焼鈍、溶体化処理などを

順次に施すことによって、製造されている。ところが、この製造過程では、過飽和固溶元素の低下や比較的粗大な金属間化合物の生成が起り、製品の成形性、焼付硬化性が十分に向上しない問題がある。これは、鋳造時や溶体化処理時に、粗大な金属間化合物が生成されたり、既に生成されている金属間化合物が粗大化することが原因になっている。

【0004】本発明は、上記事情を背景としてなされたものであり、不溶性金属間化合物のサイズを一層小さなものとし、よって成形性、特に曲げ加工性を向上させ、更に結晶粒径を小さなものとし、よって、深絞り性を向上させた自動車ボディシート材として好適な成形加工用アルミニウム合金板を得ることができる製造方法を提供することを目的とする。

## 【0005】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決するため、本発明の成形加工用アルミニウム合金板の製造方法のうち第1の発明は、重量%で、Mg：0.30～0.70%、Si：0.90～2.00%、Cu：0～0.50%、Fe：0.30%以下を含有し、残部がAlおよび不可避不純物からなるAl合金を150℃/秒以上の冷却速度で鋳造し、その後冷間圧延を経て、溶体化処理工程において、520℃～560℃の温度域に加熱し、該温度域に到達後30秒以内に強制空冷以上の冷却速度で冷却することを特徴とする。

【0006】第2の発明は、第1の発明において、Al合金に、成分としてさらに重量%で、Mn：0.10～0.50%を含有することを特徴とする。さらに、第3の発明は、第1または第2の発明において、溶体化処理後の不溶性金属間化合物の最大寸法が実質的に1.0μm以下であることを特徴とする。

【0007】本発明は、特定成分のアルミニウム合金を急速に凝固させて鋳造し、さらに、溶体化処理に際し、加熱保持時間を短時間にしてさらに急速に冷却することにより不溶性金属間化合物のサイズを大幅に小さなもの（1.0μm以下）にし、また、固溶元素量を増大させる。これら作用により本発明の製造方法により得られたアルミニウム合金板は、優れた成形性（特に曲げ加工性と深絞り性）を有しているとともに強度・焼付き硬化性が向上する。

## 【0008】

【発明の実施形態】本発明の製造方法に用いられるアルミニウム合金は、Al-Mg-Si系合金からなり、その成分を適切に調整したものが使用される。以下に本発明法に用いるアルミニウム合金の成分限定理由を説明する。

## 【0009】Mg：0.30～0.70%

Mgは、Siと一緒にMg<sub>2</sub>Si相を形成し、合金の強度を高める元素であり、必要な強度を確保するために0.30%以上含有させなければならない。一方、Mg

含有量が多すぎると、粒界上にMg<sub>2</sub>Si相を形成することによって、短時間の溶体化処理では十分固溶できず、強度が逆に低下するばかりでなく成形性をも劣化させるので、0.70%以下に抑える。なお、同様の理由で、下限を0.40%、上限を0.60%とするのが望ましい。本発明では、Mgの含有量を一般のAl-Mg-Si系合金に比べ少なめに溶体化処理性及び成形性の向上を図っている。

【0010】Si:0.80~2.00%

Siは、Mgと同様にMg<sub>2</sub>Si相を形成して高強度化に寄与する元素である。また、延性の増加にも寄与するので、高強度・高延性の板を製造するために、0.80%以上含有させなければならない。しかし、含有量が多すぎると、粒界上にSi相を形成し成形性を悪化させるので、2.00%以下に抑える。なお、同様の理由で下限を0.90%とするのが望ましく、さらにより良好な延性を得るためには、Siの下限を1.10%、上限を1.70%に限定するのが一層望ましい。本発明では、Mgに対するSiの含有量を一般のAl-Mg-Si系合金に比べ、多めに機械的性質の向上を図っている。

【0011】Mn:0.10~0.50%

Mnは、Al合金板を製造する場合に、結晶粒を微細化する効果を有する元素であり、また、凝固時の冷却速度が速いため、固溶強化にも寄与する。したがって、Mnを添加すれば、成形性・強度を高めることができるので、所望により含有させる。これらの作用を有効に発揮させるために、0.10%以上含有させなければならない。一方、0.50%を越えると、Alとの不溶性化合物が形成されることによって、延性・成形性などが悪化する

ので、含有量を上限値以下に抑える。なお、同様の理由で、下限を0.20%、上限を0.40%に限定するのが望ましい。

【0012】Cu:0~0.50%

Cuは必ずしも添加しなければならない元素ではないが、Al-Cu(-Mg)系の析出物の形成により、強度または焼付き硬化性を高める作用を有している

ので、強度・焼付き硬化に対する要求が高い場合には、積極的に含有させる。しかし、含有量が多すぎると、成形性または耐食性を劣化させるので、0.50%以下に抑える。なお、同様の理由で、上限を0.3%とするのがさらに望ましい。

【0013】Fe:0.30%以下

Feは、強度を高める元素としてある程度の効果を有している。しかし、上限値を越えて含有すると、製造時にAl-Fe-Si(-Mg)系晶出物を形成することによって、成形性が劣るばかりでなく、固溶Siと固溶Mgの量が減り、強度も下がる。したがって、その含有量を0.30%以下に抑える。なお、同様の理由で上限を0.2%とするのが一層望ましい。

【0014】また、一般のAl合金では、鑄塊の結晶粒微細化のため少量のTiを単独あるいはBと組み合わせて添加することも多く、本発明でも、製造時にこれらの元素を添加することは許容される。これらの元素は、合金中に不純物として残存するが、その含有量が多すぎると、粗大なTi系化合物粒子が形成されるので、Ti、B含有量は、それぞれ0.10%以下に抑えることが望ましい。

【0015】(鑄造)上記アルミニウム合金は、溶製時に、通常の半連続鑄造法により得られる冷却速度20℃/秒よりも遙かに速い150℃/秒以上の冷却速度で凝固させる。これにより、不溶性金属間化合物のサイズを小さくすることができ、また固溶元素量を増やすことができる。上記冷却速度を得るためには、通常、連続鑄造法を採用する。連続鑄造法の種別としては、双ロール式連続鑄造法、水冷式連続鑄造法、ベルト式連続鑄造法などの各種の方法があるが、本発明としては特定の方法に限定されるものではない。ただし、上記金属間化合物のサイズを確実に小さくするために、連続鑄造時に熱間圧延が同時に行われるのが望ましく、これにより後の熱間圧延を省略することができる。熱間圧延は、膨大な設備を必須とするので、それを省略することによって、コストダウンがはかれる。但し冷間圧延による板厚の減少には限度があるので、製品板厚に合わせて冷間圧延前、すなわち鑄造後板厚を設定するのが必要となる。製品板厚1mmの場合で鑄造後の板厚を6mm以下にすることが望ましい。

【0016】(均質化処理)上記アルミニウム合金は、必要に応じて、その後、均質化処理が行われる。上記したように、連続鑄造時に必要な熱間圧延が行われ、その後の熱間圧延が省略される。また、均質化処理も本発明として必須ではないが、製品の結晶粒を微細化するために、Mn系金属間化合物粒子を溶体化処理する前に析出させたい場合、それを行ってもよい。なお、均質化処理の温度が低すぎると、他の金属間化合物が形成され、成形性が悪化する。また、その温度が高すぎると、一部の金属間化合物が溶ける恐れがある。したがって、均質化処理を行う場合、その温度範囲を450℃~560℃にし、さらにその加熱時間を4~12時間に行うのが望ましい。

【0017】(冷間圧延)上記工程により鑄造され、必要に応じて、熱間圧延、均質化処理が施されたアルミニウム合金は、所定の厚さに冷間圧延されるが、該冷間圧延は常法により行うことができる。この冷間圧延でのパス数や圧下率等は適宜定められ、必要な厚さのアルミニウム合金板に冷間で圧延される。

【0018】(溶体化処理)上記工程を経たアルミニウム合金板には、常法と異なる特殊な溶体化処理を施す。溶体化処理における加熱温度は、520℃~560℃とする。これは520℃未満では十分な固溶がなされず、

一方、560℃を越えると、金属間化合物が粗大化するためである。なお、加熱時には、この温度域に達するまで急速に昇温させるのが望ましく、その昇温速度は、10℃/秒以上とするのが望ましい。これは、この範囲で急速加熱することにより結晶粒微細化の効果があり、一方、10℃/秒未満では、結晶粒が粗大となり、成形性が低下するためである。さらに、上記温度に到達した後は、30秒以内に急冷する。これを30秒を越えて上記温度域に保持すると、結晶粒が粗大して不溶性金属間化合物のサイズも1.0μmを越えることになり成形性が低下する。したがって、溶体化処理温度での保持を厳格に制限することにより、鋳造時の急冷処理の効果が顕著に得られることになる。

【0019】なお、溶体化処理温度からの急冷では、強制空冷以上の冷却速度で冷却する。これを徐冷するものとする、結晶粒が粗大化し、かつ粒界にMg<sub>2</sub>Siが析出して成形性、強度が低下する。上記冷却速度を数値で示すと、例えば、20℃/秒の冷却速度で示すことができる。なお、過度に急冷すると、板の形状が悪化するので、100℃/秒以下の冷却速度とするのが望ましい。

【0020】本発明の製造過程を経たアルミニウム合金板は、溶体化処理後において不溶性金属間化合物の最大寸法が実質的に1.0μm以下となっている。不溶性金属間化合物としては、Al-Fe-Si系、Mg<sub>2</sub>Si等が上げられるが、これらは成形性、特に曲げ加工性を低下させるため、できるだけサイズが小さいのが望ましい。しかし、従来の製造方法では、上記寸法は、鋳造時の急冷凝固の方法を講じても3.0μm程度に小さくできないにすぎない。本発明では、鋳造時の急冷凝固に加え、合金の成分調整、溶体化処理条件の制限を加えることにより上記サイズを大幅に小さくする（最大寸法：1.0μm以下）ことを可能にしている。なお、上記最大寸法は、金属間化合物の通常のばらつきの中で最大の

ものをいう。したがって、突発的、例外的に形成された金属間化合物は除外される。

【0021】上記工程を経たアルミニウム金属材には、所望のプレス成形や焼付け塗装が施され、代表的には自動車ボディシートとして使用される。但し、本発明としては、その用途が自動車ボディシートに限定されるものではなく、厳しい成形性が要求されるような他の用途への適用も可能である。

【0022】

【実施例】以下、実施例によって本発明を詳細に説明する。表1に示す組成のAl-Mg-Si系合金からなる発明合金および比較合金（組成が発明範囲外）を溶解した後、双ロール式連続鋳造法により、凝固時の冷却速度が約180℃/secになるようにして厚さ6mmの板に鋳造した。この合金に均質化処理、熱間圧延を施さず、冷間圧延により厚さ1mmの板とした。その後、急速加熱（昇温速度約20℃/秒）により545℃に迄加熱し、この温度で30秒保持する溶体化処理を施し、焼入剤を含む水に焼入れ（冷却速度50℃/秒相当）を行った後、室温時効1ヶ月の促進処理として40℃で1週間の時効処理を行った。また、比較のため、発明合金または比較合金に、溶解、鋳造、均質化処理、熱間圧延、冷間圧延、溶体化処理、水焼入れ、時効という従来法または比較法を適用した。従来法では、冷却速度約5℃/秒で鋳造し、その後、545℃×4時間の均質化処理を施して、厚さ6mmに熱間圧延し、さらに厚さ1mmに冷間圧延した。次いで、溶体化処理として、上記と同様に545℃にまで急速加熱し、この温度に2分保持した後、水焼入れ、40℃で1週間の時効処理を行った。また、比較法では、溶体化処理の保持時間のみを発明法とは代えて1分間とし、その他の工程、条件は発明法と同様とした。

【0023】

【表1】

No.	アルミニウム合金組成 (重量%)						備 考	
	Si	Mg	Mn	Cu	Fe	Ti		
本発明材	1	1.13	0.66	-	-	0.07	0.01	発明合金 発明法
	2	1.06	0.65	0.21	0.20	0.05	0.01	
	3	1.00	0.57	0.43	-	0.05	0.01	
	4	1.16	0.30	-	0.38	0.06	0.01	
	5	1.28	0.31	0.25	-	0.07	0.01	
	6	1.19	0.45	-	-	0.06	0.01	
	7	1.16	0.44	0.23	0.15	0.07	0.01	
	8	1.39	0.60	-	-	0.03	0.01	
	9	1.36	0.55	0.20	-	0.03	0.01	
	10	1.58	0.68	-	0.23	0.07	0.01	
	11	1.74	0.55	-	-	0.03	0.01	
	12	1.75	0.57	0.18	-	0.03	0.01	
	比較材	13	0.89	0.65	-	0.20	0.05	
14		0.61	0.69	-	-	0.07	0.01	
15		1.02	0.69	0.65	0.21	0.07	0.01	
16		1.12	0.68	0.93	-	0.08	0.01	
17		2.12	0.57	-	0.19	0.03	0.01	
比較合金 従来法		18	2.14	0.58	0.21	-	0.03	0.01
		19	1.25	0.65	0.23	-	0.07	0.01
		20	0.85	0.55	-	-	0.09	0.01
		21	0.66	0.69	-	-	0.07	0.01
		22	0.72	0.65	-	0.18	0.05	0.01
		23	0.97	0.69	-	-	0.07	0.01
		24	1.18	0.68	-	-	0.11	0.01
		25	1.12	0.67	0.21	0.21	0.05	0.01
		26	1.12	0.64	0.43	-	0.06	0.01
		27	1.62	0.69	-	0.22	0.07	0.01

【0024】上記工程を経て得られたアルミニウム合金板よりJIS5号試験片を採取し、その不溶性金属間化合物の最大サイズ(粒径)を顕微鏡観察により測定し、次に引張試験を行い、機械的性質を調べた。また、プレス成形性を調べるために深絞り成形試験と曲げ試験を行った。深絞り試験は84mm径の円板を40mm径×R8のポンチ、42.5mm径×R8のダイスで深絞りし、いずれも破断時の成形高さで評価した。曲げ試験

は、引張試験機により5%の予備歪みを与えた板より、50×25mm試料を切出し、曲げ半径1.75mmのU字3点曲げ、曲げ半径0.5tの180°曲げの順に、2回の曲げ試験を行った後、目視で試料表面の割れ程度により評価した。これらの結果を表2に示した。

【0025】

【表2】

No.	金属間化合物 最大粒径( $\mu\text{m}$ )	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	深絞り高さ (mm)	曲げ加工性	
発 明 材	1	1.0以下	247	129	34.7	15.1	○
	2	"	275	166	31.6	14.8	○
	3	"	280	166	32.2	13.9	○
	4	"	232	118	34.9	12.7	○
	5	"	236	122	35.1	14.0	○
	6	"	236	119	33.0	13.7	○
	7	"	260	146	34.3	14.7	○
	8	"	264	142	34.7	15.0	○
	9	"	276	157	34.8	14.8	○
	10	"	262	141	37.4	14.9	○
	11	"	267	143	32.1	13.8	△
	12	"	277	154	33.2	13.7	△
	13	"	238	121	32.0	14.2	○
比 較 材	14	1.0以下	226	114	29.2	13.8	○
	15	3	290	173	30.9	12.9	△
	16	17	276	158	26.7	13.0	×
	17	18	271	150	31.7	12.8	×
	18	20	288	165	33.3	12.9	×
	19	3	261	143	31.5	13.8	△
	20	2	245	129	30.7	13.1	△
	21	12	220	107	26.6	13.3	△
	22	12	227	118	27.6	13.5	△
	23	13	241	123	32.0	13.7	△
	24	14	246	129	30.8	14.2	△
	25	14	254	134	32.5	14.0	△
	26	16	268	142	29.7	13.8	×
	27	20	248	131	32.2	13.9	×

【0026】表2から明らかなように、合金組成がほぼ同じ場合、本発明材（No. 1～13）は、従来法を経た比較材（No. 21～27）より、強度、伸びおよび曲げ加工性に優れており、深絞り加工性についても従来法を経た比較材と同等、もしくはそれ以上に優れている。また、比較法により得られた比較材（No. 19, 20）は、いずれも成形性に劣っている。さらに、比較合金を用いた場合（No. 14～18）では、強度および伸びが高いNo. 15、No. 17、No. 18では曲げ加工性が劣っており、曲げ加工性が良好なNo. 14では伸びが低く、No. 16合金では、伸びと曲げ加工性のいずれも悪化している。上記の結果より、発明材においてのみ、機械的特性、成形性ともに優れた特性が得られている。但し、本発明の組成範囲内でも、Si量が1.10～1.70%の範囲外にあると、曲げ加工性がやや劣る傾向にあり、したがって、強度と成形性を両立させる観点からSi量を1.10～1.70%の範囲内にするのが望ましいことが分かる。なお、本発明は上

記実施例によって制約を受けるものではなく、適合する範囲で適切に変更実施することが勿論可能であり、それらも本発明の技術的範囲に含まれる。

#### 【0027】

【発明の効果】以上説明したように、本発明の製造方法によれば、重量%で、Mg：0.30～0.70%、Si：0.80～2.00%、Cu：0～0.50%、Fe：0.30%以下し、所望によりMn：0.10～0.50%を含有し、残部がAlおよび不可避不純物からなるAl合金を150℃/秒以上の冷却速度で铸造し、その後冷間圧延を経て、溶体化処理工程において、520℃～560℃の温度域に加熱し、該温度域に到達後30秒以内に強制空冷以上の冷却速度で冷却するので、従来の製造法より強度、伸び、成形性が優れるアルミニウム合金板を製造することができる。従って、自動車ボディシート材を始めとする、強度、成形性が過酷な条件が課せられる用途に好適な軽量の成形用板が得られる効果がある。



フロントページの続き

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>

C 2 2 F 1/00

識別記号

6 9 1

6 9 2

F I

C 2 2 F 1/00

6 9 1 B

6 9 1 C

6 9 2 A

# MKRESL

JP A H01-208438.pdf  
06/09/06 02:34 PM



⑫ 公開特許公報(A)

平1-208438

⑮ Int. Cl.<sup>4</sup> 識別記号 庁内整理番号 ⑬ 公開 平成1年(1989)8月22日  
 C 22 F 1/047 6793-4K  
 // C 22 C 21/06 Z-6735-4K  
 審査請求 未請求 請求項の数 2 (全6頁)

⑭ 発明の名称 包装用アルミニウム合金硬質板の製造法

⑯ 特 願 昭63-32392

⑰ 出 願 昭63(1988)2月15日

⑱ 発 明 者 稲 葉 隆 栃木県真岡市大谷台町8  
 ⑲ 発 明 者 森 常 治 栃木県真岡市大谷台町8  
 ⑳ 発 明 者 碓 井 栄 喜 栃木県真岡市高勢町3-162  
 ㉑ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号  
 ㉒ 代 理 人 弁理士 中 村 尚

明 細 書

1. 発明の名称

包装用アルミニウム合金硬質板の製造法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で(以下、同じ)、Mg:2.0~5.5%を含有し、更にMn:0.7%未満、Cr:0.5%未満及びZn:0.05~1.0%のうちの1種又は2種以上を含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなるAl合金鑄塊につき、450℃以上の温度の均質化熱処理を施し、熱間圧延を板厚5mm以下、280℃以上の温度で終了してコイル状で巻き上げ、その後、熱間圧延コイルを200℃以下の温度に下げることなしに、350~600℃の温度の連続炉に装入してコイルの状態連続的に加熱し、加熱されたコイルは引き続き放冷或いは冷却速度100℃/min以上にて150℃以下まで急速冷却され、その後、冷間圧延率80%以上の冷間圧延を行うことを特徴とする包装用アルミニウム合金硬質板の製造法。

(2) Mg:2.0~5.5%を含有し、更にMn:

0.7%未満、Cr:0.5%未満及びZn:0.05~1.0%のうちの1種又は2種以上を含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなるAl合金鑄塊につき、450℃以上の温度の均質化熱処理を施し、熱間圧延を板厚5mm以下、280℃以上の温度で終了してコイル状で巻き上げ、その後、熱間圧延コイルを200℃以下の温度に下げることなしに、350~600℃の温度の連続炉に装入してコイルの状態連続的に加熱し、加熱されたコイルは引き続き放冷或いは冷却速度100℃/min以上にて150℃以下まで急速冷却され、その後、冷間圧延率80%以上の冷間圧延を行い、安定化焼鈍を施すことを特徴とする包装用アルミニウム合金硬質板の製造法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明はビール、炭酸及び非炭酸飲料用等の缶蓋に好適な包装用アルミニウム合金硬質板の製造法に関するものである。

(従来の技術及び解決しようとする課題)

従来、飲料缶用蓋材料としてはAl-Mg系合金であるJIS5052、5082、5182等のアルミニウム合金硬質板材が多用されている。

この材料の製造法には大別して2種類があり、1つは熱間圧延後(放冷後)焼鈍する方法であり、例えば特公昭52-48088号などが提案されている。また、もう1つは熱間圧延後、冷間圧延して、その後焼鈍する方法であり、例えば特開昭60-50141号などが提案されている。

いずれの方法も焼鈍は常温からなされるものであり、前者の方法において熱間圧延後直ちに焼鈍を実施しないのは、炉の手配、数コイルをまとめる必要がある等の生産性の問題、並びに数コイルまとめる場合には必然的にコイル間で温度差を生じ、保持時間等が変化するなど安定性に問題があるためである。一方、後者の方法では冷延後焼鈍するので必然的に低温とならざるを得ない。

また、焼鈍炉としてはパッチ炉(コイル状で焼鈍)とCAL(通板焼鈍)がある。しかし、パッチ炉では前述の生産性、安定性に特に問題がある。

前記目的を達成するため、本発明者は、特に熱の有効利用、無駄時間の節減等の観点から、近年の缶軽量化のための高強度高成形性材としての要請に応え得るアルミニウム合金硬質板を生産性よく製造し得る方法について鋭意研究を重ねた結果、連続炉を使用しても化学成分の適切な調整と共に製造プロセス条件、特に均質化熱処理、熱間圧延並びに連続加熱冷却の各条件を規制することにより、可能であることを見出したものである。

すなわち、本発明に係る包装用アルミニウム合金硬質板の製造法は、Mg:2.0~5.5%を含有し、更にMn:0.7%未満、Cr:0.5未満及びZn:0.05~1.0%のうちの1種又は2種以上を含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなるAl合金塊につき、450℃以上の温度の均質化熱処理を施し、熱間圧延を板厚5mm以下、280℃以上の温度で終了してコイル状で巻き上げ、その後、熱間圧延コイルを200℃以下の温度に下げることなしに、350~600℃の温度の連続炉に装入してコイルの状態連続的に加熱し、

また、CALは連続化が特徴であるが、連続化のためにコイル間を連続的に接続するためのアキュムレーターが必要であり、アキュムレーターのローラは被処理材がアルミニウム材の場合にはゴムローラが用いられるために、熱間圧延後の熱は放出されると共に、ゴムローラの性能(通常、150℃以下の使用可能温度)の維持の点から、CALのアキュムレーターにて高温保持することはできなかった。

上記の如く、従来のアルミニウム硬質板製造法では、焼鈍に際して熱延時の熱を有効に活用されておらず、熱延後放冷に必要な時間が無駄時間となっており、また熱エネルギーをも浪費されていた。

本発明は、かかる状況のもとでなされたものであって、高強度高成形性材として所要の特性を有する包装用アルミニウム合金硬質板を生産性よく経済的に製造し得る方法を提供することを目的とするものである。

(課題を解決するための手段)

加熱されたコイルは引き続き放冷或いは冷却速度100℃/min以上にて150℃以下まで急速冷却され、その後、冷間圧延率80%以上の冷間圧延を行い、必要に応じて安定化焼鈍を施すことを特徴とするものである。

以下に本発明を更に詳細に説明する。

まず、本発明における化学成分限定理由について説明する。

Mgは強度向上に有効な元素であるが、2.0%未満では蓋材として強度が不充分であり、また、5.5%を超える場合には強度は充分であるものの、熱間圧延時に割れが発生したり、製品板での成形性が急激に低下する。したがって、Mg量は2.0~5.5%の半医とする。

Mnは強度の向上に有効な元素であるものの、0.7%を超える場合には、Mgと同様、圧延時に割れが発生したり、強度が非常に高くなり過ぎ、製品板での成形性の低下が著しくなる。したがって、Mn量は0.7%未満に規制する。

Crも強度の向上に有効な元素であるものの、

0.5%を超える場合には強度が高くなり過ぎると共に、Mnとの組合せにより巨大な金属間化合物を形成し、製品板での成形性の低下が著しくなる。したがって、Cr量は0.5%未満に規制する。

Znは強度には殆ど関係しないものの、成形性、例えばエンドのリベット加工性の向上に有効な元素である。しかし、0.05%未満ではその効果が小さく、また1.0%を超える場合にはその効果が飽和し、経済的でなくなる。したがって、Znは0.05~1.0%の範囲とする。

但し、上記Mn、Cr及びZnは、主として成形性の確保のために少なくとも1種を添加すれば足りる。

なお、不純物としてSi、Fe、Cu、Ti、Bなどが含まれ得るが、不純物量は可及的に少ない方がよい。例えば、Siは0.3%以下、望ましくは0.1%以下、Feは0.5%以下、望ましくは0.2%以下、Cuは0.3%以下、Tiは0.1%以下、Bは0.05%であれば本発明の効果に特に問題はない。

る。したがって、熱間圧延に際しては、板厚5mm以下、280℃以上の温度で終了する必要がある。

この熱間圧延板はコイル状で巻上げられ、本発明の最大の特徴である次工程の連続加熱冷却に供される。

すなわち、従来は、熱間圧延板は後述の如き問題(生産性、安定性、連続化等)により放冷されるのが通例であり、この場合、熱エネルギーの損失並びに放冷完了までの無駄時間を要する。

これに対し、本発明ではこれらの両者の問題を解決するべく焼鈍を行うものであり、熱間圧延されたコイルは、随時、再結晶組織化するための高温連続炉にコイル状で装入される。その際、200℃以下に放冷が進む場合には、析出物(例えば、 $Mg_2Si$ )が形成され、これはその後の焼鈍においても再固溶が困難であり、強度不足及び耳高の原因となる。したがって、熱間圧延コイルを200℃以下の温度に下げることなしに高温連続炉に装入する必要がある。

この高温連続炉で熱延コイルは再結晶組織化さ

次に上記組成のアルミニウム合金硬質板の製造法について説明する。

前述の化学成分を有するアルミニウム合金は、常法により溶解、鋳造されるが、得られた鋳塊には熱間圧延される前に特定温度にて均質化熱処理を施す必要がある。すなわち、この時の加熱温度が450℃未満では偏析の除去が不充分であり、また熱間圧延時に変形抵抗の増大に伴う耳割れ等の問題を生じるので好ましくない。したがって、均質化熱処理温度は450℃以上とする。

次の熱間圧延では、板厚及び終了温度が最終板製品(冷延後)の強度及び深絞り加工後の耳率にそれぞれ影響を与えるので、それらの条件を規制する必要がある。すなわち、熱間圧延板厚が5mmを超える場合には製品板での強度が高すぎることに伴う成形性の低下並びに深絞り加工後の耳率の増大の問題を生じる。また、熱延終了温度が280℃未満ではその後の焼鈍においても立方体集合組織(0-90°方向耳)の形成が弱く、このため冷間圧延製品において45°方向耳の高いものにな

れるわけであるが、炉温が350℃未満では再結晶に要する時間が長くなり、また600℃を超える場合にはコイル状で焼鈍されるため、コイルのエッジ部で結晶粒成長、パーニング等の問題が生じる。したがって、高温連続炉の炉温は350~600℃の範囲とする。なお、この高温連続炉は入口及び出口を1ヶ所つづ有し、炉内にはコイルを移動させる機構を有するものである。

更に、加熱されたコイルは冷却されるが、この場合、放冷或いは強制冷却のいずれでもよいが、生産性の面では強制冷却の方が好ましい。

但し、強制冷却の場合は、固溶体強化をより向上させるためには冷却速度が速く、低温まで実施した方がよい。具体的には、冷却速度が100℃/min未満では不充分であり、また冷却後の温度が150℃を超える場合にはその後の冷間圧延までに更に放冷が必要となり、無駄な時間を要することになる。したがって、強制冷却の場合には冷却速度100℃/min以上にて150℃以下まで急速冷却をする。なお、冷却の方法としては空

冷及び水冷があり、いずれもコイルをほどこきながら実施する。

次に、製品板厚まで冷間圧延率80%以上の冷間圧延を施す。これは要望の板厚に精度よく仕上げると共に、強度の向上を図るためである。しかし、冷間圧延率が80%未満では充分な強度が得られないので好ましくない。

更には、必要に応じて、安定化焼鈍を施すことができる。安定化焼鈍の目的はAl-Mg系合金の特徴である経時変化を抑制するためにあるが、その条件は特に制限されない。一般的には100~200℃の温度に数時間処理される。

(実施例)

次に本発明の実施例を示す。

#### 実施例1

Al-4.5%Mg-0.35%Mn-0.15%Zn-0.20%Fe-0.09%Siの化学成分を有するアルミニウム合金鋳塊(50mm厚)に500℃×5hrの均質化熱処理を施し、熱延圧延にて板厚4mmとした。この時の熱間圧延終了温度は30

0.5~1.0kgf/mm<sup>2</sup>高く、エンドの主要成形であるリベット加工性に優れていることがわかる。また各本発明例は、熱間圧延後200℃以下の温度に下げることなしに恒温炉に装入されるので、無駄時間がなく熱間圧延後のエネルギーの有効活用により生産性、省エネルギーでも優れている。

一方、比較例No2は、加熱不足のために未再結晶となり、耳高で成形性に劣っている。また比較例No4は、低い板温度にするための放冷に長時間を要するので、生産性及び省エネルギーは従来法による比較例No5と大差がない。更に比較例No6は熱延終了温度が低いために耳高となっている。

【以下余白】

0℃と250℃を目標に製作した。

熱間圧延後の冷却条件、熱処理(焼鈍)条件は、実製造レベルに合わせるためにプログラム式高温恒温槽にて第1表に示すようにコントロールした。更に、熱処理後、0.4mm厚まで冷間圧延した。

得られた材料について、ベーキング(200℃×20min)後の機械的性質を調べると共に、深絞り耳率及び成形性(張出性、リベット加工性)を評価した。その結果を第2表に示す。

なお、深絞り耳率は、エリクセン試験機(40φポンチ)を使用し、鉱物油(潤滑)使用、シワ押え力500kgの条件により、絞り比1.67のカップ山谷の差を平均高さで除した値(×100)で求めた。

張出性は、エリクセン試験A法により評価した。

リベット加工性は、6φ→4φ→3.2φの多段絞り張出しの限界高さにより評価し、限界高さが1.75mm以上のものを良好と判断した。

第2表より明らかなどおり、本発明例No1及びNo3は、従来法による比較例No5に比べ、強度は

第 1 表

No	熱間圧延 終了温度 (℃)	熱間圧延後の条件			熱処理の加熱条件			冷却速度	備考
		放冷の有無	冷却速度 (℃/hr)	板温度 (℃)	加熱速度 (℃/hr)	実体温度 (℃)	保持時間		
1	304	無	—	304	30	400	0	200℃/min	本発明例
2	299	"	—	299	"	340	0	200℃/min	比較例
3	301	有	30	230	"	400	0	"	本発明例
4	303	"	"	180	"	"	0	"	比較例
5	305	"	"	30	"	"	0	30℃/hr	" (従来法)
6	251	無	—	251	"	"	0	200℃/min	"

第 2 表

No	機械的性質			深絞り 耳率 (%)	成形性 (mmh)		備考
	T.S (kgf/mm <sup>2</sup> )	Y.S (kgf/mm <sup>2</sup> )	EL (%)		張出性	リベット加工性	
1	37.5	32.2	8.3	4.8	5.2	1.88	本発明例
2	39.2	34.3	7.4	7.5	3.9	1.70	比較例
3	37.2	31.9	8.2	4.7	5.2	1.88	本発明例
4	36.6	31.5	8.0	4.6	5.1	1.83	比較例
5	36.5	31.4	7.7	4.7	5.1	1.83	"
6	37.2	31.8	8.1	7.0	5.0	1.83	"

## 実施例 2

第3表に示す化学成分を有するアルミニウム合金鋳塊(50mm厚)に520℃×2hrの均質化熱処理を施し、熱間圧延(終了温度300℃目標)により板厚4mmにした。

その後の工程は、第1表のNo1(本発明例)の場合と同一条件の熱処理、冷間圧延を実施した。

得られた材料について、実施例1の場合と同様に材料特性を調べた。その結果を第4表に示す。なお、合金記号DとEのものは熱間圧延時及び冷間圧延時に耳割れが生じたので、所望の製品板(板厚4mm)が得られず、材料特性の調査は行わなかった。

第4表より明らかなどおり、本発明例A、B及びFはいずれも耳率が小さく成形性も優れている。特に本発明例Aはコーヒー、果汁等の非炭酸飲料用缶蓋材に、本発明例B、Fはビール、炭酸飲料用等の内圧缶蓋材に適しており、BとFとの違いはZn添加の有無にあり、適量のZn添加はリベット加工性の向上につながる事がわかる。

一方、比較例CはMg量が少ないために強度不足で、蓋材の薄肉化は困難である。なお、本発明範囲よりも多量のMg(合金記号D)又はMn(合金記号E)を含む場合は製造上の問題があった。

【以下余白】

第 3 表 化学成分 (wt%)

記号	Mg	Mn	Zn	Cr	Fe	Si	備考
A	2.52	—	0.15	0.25	0.20	0.10	本発明例
B	4.48	0.34	0.22	0.03	0.19	0.09	"
C	1.84	—	0.02	0.24	0.21	0.10	比較例
D	5.62	0.35	0.22	0.04	0.20	0.09	"
E	4.52	0.75	0.22	0.03	0.19	0.10	"
F	4.55	0.34	0.22	0.02	0.21	0.11	"

第 4 表 材料特性

記号	機械的性質			深絞り 耳率 (%)	成形性 (mmh)		備考
	T.S (kgf/mm <sup>2</sup> )	Y.S (kgf/mm <sup>2</sup> )	El (%)		張出性	リベット加工性	
A	29.0	25.5	7.5	4.2	5.2	1.91	本発明例
B	37.4	32.1	8.2	4.7	5.2	1.88	"
C	27.4	23.7	8.0	4.4	5.3	1.91	比較例
F	37.6	32.3	8.1	4.7	5.1	1.83	本発明例

## (発明の効果)

以上詳述したように、本発明によれば、化学成分の適切な調整と製造プロセス条件を規制することで、近年の薄肉軽量化に応え得る高強度高成形性エンド材を提供することができると共に、生産性及び省エネルギーの効果が顕著であり、この種の分野におけるアルミニウム合金への普及に貢献するところが大きい。

なお、本発明法における熱処理工程は他の材料、例えば、キャップ材、器物材、更には熱処理系材料(Al-Mg-Si系、Al-Zn-Mg系)等にも活用可能であり、波及効果も大きい。

特許出願人 株式会社神戸製鋼所

代理人弁理士 中 村 尚